

Propagation et arrêt de fissure de clivage dans un acier de cuve sous choc thermique

A. BOUSQUET^{a,b}, S. MARIE^a, P. BOMPARD^b

a. CEA, DEN/DANS/DM2S/SEMT/LISN, CEA-Saclay, 91191 Gif-sur-Yvette, FRANCE

b. Laboratoire de Mécanique des Sols, Structures et Matériaux, CNRS UMR 8579, Ecole Centrale Paris, Grande Voie des Vignes, 92295 Châtenay-Malabry, FRANCE

Résumé :

Cette étude porte sur les mécanismes physiques de propagation et d'arrêt de fissures de clivage dans les aciers ferritiques, ainsi que sur les critères associés. Des expériences de propagation et d'arrêt de fissures de clivage, et des observations MEB des micro-mécanismes de rupture sont faites sur des éprouvettes Compact Tension en acier 16MND5. La méthode des éléments finis étendus (X-FEM) est utilisée dans le code de calcul CAST3M pour simuler la propagation de fissure. Les simulations numériques associent l'approche locale de la rupture en dynamique non linéaire et un critère en contrainte critique à une distance caractéristique. Les dépendances de ce critère à la température et à la vitesse de déformation sont analysées afin d'établir un modèle de propagation robuste et physiquement fondé, applicable à l'échelle de structures industrielles.

Abstract :

This study deals with physical mechanisms of cleavage crack and criteria related to cleavage fracture. This work tends to put the stress on scientific tools and methodologies to improve the crack arrest topic. Experiments and SEM fractographic analyses were carried out on Compact Tension specimens made of 16MND5 steel. The eXtended Finite Element Method (X-FEM) is used in CAST3M finite element analysis software to model crack propagation. Numerical simulations combine a local non linear dynamic approach and a fracture criterion based on critical cleavage stress. The links of the criterion with temperature and strain rate are depicted in order to get a robust physical model which can be effective for model-based prediction of industrial structures.

Mots clefs : Rupture fragile, arrêt de fissure, rupture dynamique, X-FEM.

1 Introduction

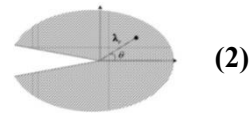
Dans le cadre actuel de l'extension de la durée d'exploitation des centrales nucléaires à soixante ans, il est nécessaire d'apporter de nouveaux éléments au dossier de sûreté des cuves. L'analyse de nocivité de défaut de cuve est établie à partir d'une approche globale qui compare un facteur d'intensité des contraintes à la ténacité isotherme du matériau à l'amorçage en s'appuyant sur un calcul élasto-statique. Selon les codifications proposées par l'ASME ou le RCC-M, il y a amorçage d'une fissure lorsque la relation (1) est vérifiée.

$$\text{Amorçage:} \quad K_I > K_{IC}, K_{JC} \quad (1)$$

L'amélioration des connaissances sur les mécanismes de ruine a mis en évidence le caractère conservatif de cette approche pour l'amorçage. Des modèles utilisant une approche locale des champs mécaniques à proximité du front de fissure ont été développés dont le précurseur est celui de Ritchie, Knott et Rice [1], dit modèle RKR. Ce modèle suppose que la rupture par clivage se produit lorsque la contrainte principale maximale atteint une valeur critique sur une distance donnée en avant de la pointe de fissure qui est reliée à la microstructure du matériau (2), sans préjuger de la forme ou de la singularité des champs mécaniques. Par la suite, des modèles probabilistes fondés sur une approche locale ont été établis tel que le modèle de Beremin [2].

Amorçage:

$$\sigma_I(r = \lambda_c) > \sigma_C$$



En cas d'Accident par Perte de Réfrigérant Primaire (A.P.R.P.), la procédure d'arrêt d'urgence prévoit une baisse de la pression du cœur du réacteur et d'injecter de l'eau à une température d'environ 10°C. La surface interne de la cuve passe de 300°C à la température ambiante. Ce gradient thermique engendre des contraintes de traction sur la partie interne de la cuve, ce qui peut être à l'origine d'une propagation de fissure dans l'épaisseur de la cuve. Ainsi, l'étude de la propagation et de l'arrêt de fissure en complément de l'amorçage s'avère pertinente afin de mieux appréhender les phénomènes de rupture dans de telles situations. Irwin a introduit le concept d'arrêt de fissure avec une ténacité à l'arrêt K_{Ia} . Il y a arrêt lorsque le facteur d'intensité de contrainte en pointe de fissure devient inférieur ou égal à K_{Ia} . Cependant la détermination de ce paramètre K_{Ia} à partir d'une approche statique est remise en cause car l'effet dynamique lié à la propagation de fissure n'est pas pris en compte. Faisant suite à plusieurs travaux de R&D [3, 4], cette étude cherche à développer les connaissances et les critères nécessaires pour évaluer la capacité d'une éventuelle fissure initiée dans un mode fragile à s'arrêter dans le métal de base.

Dans un premier temps, cet article présente le matériau de l'étude, sa microstructure ainsi que ses caractéristiques mécaniques notamment à de grandes vitesses de déformation. Des résultats expérimentaux obtenus lors des essais isothermes sur éprouvette Compact Tension sont également présentés. Une analyse fractographique des surfaces de rupture est effectuée afin de mieux appréhender les micro-mécanismes physiques de la propagation et de l'arrêt de fissure de clivage.

Dans un second temps, la méthode des éléments finis étendus est présentée succinctement. L'identification d'un critère de propagation à partir de la campagne expérimentale est réalisée. Les simulations numériques sont effectuées à partir des essais sur éprouvettes Compact Tension en imposant la vitesse de propagation de fissure égale à celle mesurée expérimentalement. L'objectif est de confirmer ensuite la validité du critère en contrainte critique à la pointe de fissure adopté sur différentes géométries d'éprouvettes et avec différents chargements thermomécaniques.

2 Campagne expérimentale

2.1 Description du matériau

Un acier ferritique de type 16MND5 (A508) a été utilisé dans cette campagne d'essais. Il provient d'une virole de cuve d'un réacteur à eau pressurisée. Des essais de traction lente ont été réalisés sur ce matériau au cours d'études antérieures sur une gamme de température s'étalant de -175°C à 25°C. La limite d'élasticité augmente lorsque la température diminue ou la vitesse de sollicitation augmente. Une loi puissance (2) décrit correctement le comportement du matériau en quasi-statique pour n'importe quelle température comprise dans la gamme précédente [5].

$$\epsilon = \begin{cases} \frac{\sigma}{E} & \text{si } \sigma < \sigma_Y \\ \frac{\sigma}{E} + \epsilon_0 + \frac{\sigma - \sigma'_Y}{E'} + \left(\frac{\sigma - \sigma'_Y}{K} \right)^{1/n} & \text{où } \sigma_Y = \sigma'_Y - E' \epsilon_0 \quad \sigma \geq \sigma_Y \end{cases} \quad (2)$$

Les paramètres E , σ_Y , ϵ_0 , E' , σ'_Y , K et n dépendent de la température.

2.2 Caractérisation du comportement dynamique du matériau

L'effet de la vitesse de déformation est un point important à éclaircir afin de mieux comprendre la réponse du matériau à un chargement dynamique. Le comportement des matériaux aux grandes vitesses de sollicitation peut notamment être décrit par des lois additives, qui ajoutent à la contrainte statique une contrainte due à la viscosité, ou des lois multiplicatives, qui multiplient la contrainte statique par un facteur dépendant de la vitesse de déformation. Le comportement des aciers de cuve a déjà été étudié à de grandes vitesses de déformations par Prabel, Rossol et Tanguy [3, 6, 7]. A l'instar de Rossol, une loi multiplicative de Cowper-Symonds est utilisée afin de décrire le comportement dynamique du matériau. Rossol a établi cette loi à partir d'expériences dont les vitesses de déformation variaient de 10^{-3} s^{-1} à $5,5 \text{ s}^{-1}$. Dans notre étude, des essais ont été réalisés sur barres d'Hopkinson pour des vitesses de déformation variant de 10^2 à 10^4 s^{-1} et pour sept températures différentes allant de -175°C à 25°C. A l'origine, la loi de Cowper-Symonds est une loi

multiplicative à deux paramètres. D'une part, l'obtention d'un même jeu de paramètres pour l'ensemble des températures est difficile et d'autre part, il est délicat de reproduire à partir d'une telle loi la pente d'écrouissage à cause de l'adoucissement thermique du matériau lié à la dissipation plastique et à l'élévation de température associée au cours de l'essai. De façon à ne pas avoir à prendre en compte explicitement cette élévation de température (calcul isotherme), le modèle de Cowper-Symonds (3) a été adapté de la façon suivante :

$$\sigma(\dot{\epsilon}^{in}, \dot{\epsilon}^{in}, T) = \sigma^{stat}(\dot{\epsilon}^{in}, 0, T) \left[1 + H \left(\dot{\epsilon}^{in} \right)^{\frac{1}{p}} \right] \quad (3)$$

Le paramètre p est une fonction de la température et le paramètre H dépend de la température et de la déformation plastique.

2.3 Essais de propagation dynamique de fissure de clivage

Des essais de propagation dynamique de fissure de clivage ont été réalisés à partir d'éprouvettes Compact Tension sans entaille latérale (utilisation de jauges à brins) respectant la norme ASTM E1820 mais avec une épaisseur de 10 mm afin d'obtenir un front de fissure rectiligne (figure 1a).

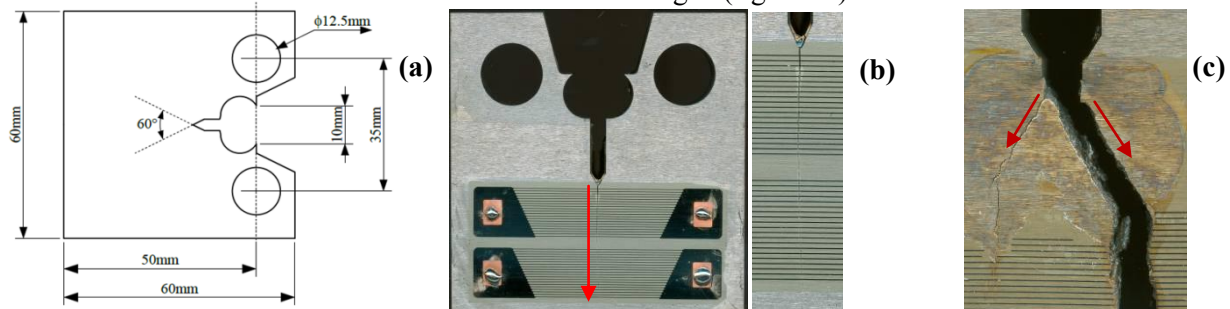


FIG. 1 – Géométrie de l'éprouvette Compact Tension (a) ; Trajet de fissure rectiligne (b) ; Trajet de fissure branchée (c).

Des essais sont opérés à -150°C , -125°C , -100°C et -75°C afin de mieux appréhender les phénomènes physiques intervenant lors de la propagation et de l'arrêt de fissure de clivage.

2.3.1 Mesure de l'avancée de fissure

La mesure de la vitesse de propagation de la fissure est obtenue par deux types de jauges à brins disposées sur les deux faces des éprouvettes. Lors de l'avancée de la fissure, les brins se rompent. La tension aux bornes de la jauge augmente. Cette tension est enregistrée à une fréquence de 60 MHz. À partir de la fréquence d'acquisition, l'instant de rupture de chaque brin est défini ce qui permet d'obtenir la courbe représentant la longueur de l'avancée de fissure en fonction du temps. La qualité des mesures est vérifiée en analysant la corrélation des enregistrements effectués sur chaque côté de l'éprouvette.

2.3.2 Résultats

Sur l'ensemble des expériences réalisées, deux types de trajet de fissure ont été observés, rectiligne ou branchée (figure 1b, c). En effet, le chemin de propagation de la fissure n'est pas toujours dans le plan de symétrie de l'éprouvette (figure 1c). À -125°C et -100°C , pour presque la moitié des éprouvettes testées, la propagation s'est initiée dans deux plans distincts avec un angle compris entre 20° et 45° . Dans certains cas, les deux branches de la fissure se rejoignent au niveau du plan de symétrie de l'éprouvette, mais dans d'autres cas, une des deux branches s'arrête avant la fin de l'éprouvette tandis que la branche principale se propage jusqu'à rupture complète.

Les éprouvettes ne disposent pas d'entailles latérales, ce qui ne permet pas de privilégier le plan de symétrie comme plan de rupture. Par ailleurs, la plastification en pointe de fissure est plus importante du fait de l'épaisseur réduite des éprouvettes CT. Les fissures branchées se sont développées dans la continuité des ailes plastiques. Par ailleurs, le branchement s'opère pour des éprouvettes ayant subi un amorçage à un niveau de chargement plus élevé, ce qui accentue l'influence des zones plastiques créées.

À partir des courbes force-ouverture expérimentales, une différence dans l'instant de rupture est manifeste entre des fissures rectilignes et branchées pour une même température puisque les fissures rectilignes se sont

propagées pour des chargements plus faibles que les fissures branchées. Cet écart se confirme avec le calcul du paramètre J à l'amorçage, traduit en facteur d'intensité de contrainte généralisé en élasto-plastique K_I (figure 2a). La formule utilisée, pour ce facteur d'intensité des contraintes, suppose de manière conventionnelle une condition de déformation plane remise en cause par la faible épaisseur des éprouvettes. Cela est confirmé par les résultats numériques car les simulations numériques en état de contrainte plane donnent des courbes force-ouverture plus proches des courbes expérimentales que les simulations réalisées en état de déformation plane.

D'après la figure 2a, l'énergie stockée dans l'éprouvette est plus importante lors d'un trajet de fissure branchée. Les ailes plastiques générées lors du chargement mécanique jouent un rôle plus important en influant sur l'orientation de la propagation de la fissure. Par ailleurs, il y a une corrélation entre le faciès de rupture observé et la quantité d'énergie présente dans l'éprouvette au moment de l'amorçage que nous présentons dans la partie 2.4.

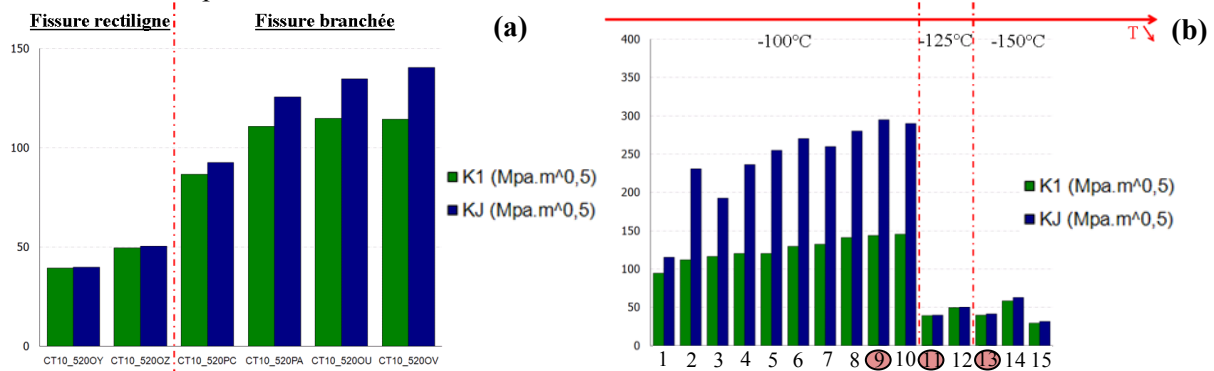


FIG. 2 – Evolution des facteurs d'intensité de contrainte à l'amorçage suivant le trajet de fissure à -125°C (a) ; Evolution du facteur d'intensité de contrainte à l'amorçage pour un trajet de fissure rectiligne (b).

La température joue un effet non négligeable sur les modalités de rupture fragile. La figure 2b caractérisant les propagations de fissure rectiligne montre logiquement une forte augmentation du facteur d'intensité de contrainte quand la température passe de -150°C à -100°C.

La figure 3 présente les variations de vitesse des fissures en propagation pour les trois éprouvettes entourées sur la figure 2b. Pour deux des éprouvettes, les facteurs d'intensité de contrainte à l'amorçage sont sensiblement égaux (-125°C et -150°C) selon la figure 2b et les vitesses de propagation de ces fissures pour ces deux éprouvettes le sont également d'après la figure 3. Ainsi plus le facteur d'intensité de contrainte est important, plus l'énergie disponible dans l'éprouvette pour permettre la rupture l'est aussi, et la vitesse de propagation est alors plus grande. Cette évolution a été observée dans des travaux antérieurs [3, 8, 9].

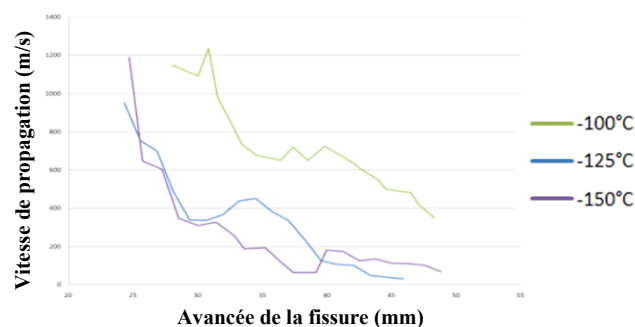


FIG. 3 – Evolution de la vitesse en fonction de l'avancée de fissure rectiligne pour les trois éprouvettes entourées de la figure 2b.

D'après la figure 3, les vitesses initiales mesurées avoisinent les 1100 m.s⁻¹ avant de décélérer rapidement pour atteindre un palier. Puis une lente décroissance de la vitesse se produit jusqu'à la rupture complète de l'éprouvette.

2.4 Analyse fractographique des faciès de rupture

Des observations fractographiques au microscope optique et au microscope électronique à balayage (MEB) ont été réalisées pour examiner les micro-mécanismes physiques qui interviennent lors de l'amorçage, de la

propagation et de l'arrêt de fissure de clivage. L'objectif est d'identifier les dépendances éventuelles des micro-mécanismes vis-à-vis de la température et de la vitesse de déformation, et d'en évaluer les conséquences sur le critère macroscopique développé. Cependant, pour les éprouvettes CT, la phase d'arrêt de fissure est difficilement exploitable car elle se situe dans une zone sollicitée en compression.

Les éprouvettes de -150°C à -100°C présentent une zone d'amorçage avec plusieurs sites de clivage d'où rayonnent les fissures. A -150°C et -125°C , les éprouvettes ayant des fissures rectilignes ou branchées présentent un faciès de rupture de clivage classique où quelques marches de cisaillement sont présentes en fin de propagation. En effet, en fin de propagation, l'énergie disponible pour rompre l'éprouvette est plus faible et la fissure choisit les plans de clivage les plus aisément dissociables, ce qui explique un relief très perturbé. Par contre, à -100°C , les éprouvettes ont toutes rompus par clivage mais avec des faciès de rupture présentant un relief plus perturbé (figure 4a, b.). Par ailleurs, tout le long de la propagation des fissures à -100°C , des marches de cisaillement importantes sont nettement visibles avec des zones à cupules reliant les différents niveaux de clivage (figure 4c, d.). Cela traduit une plasticité significative lors de la propagation de fissure de clivage.

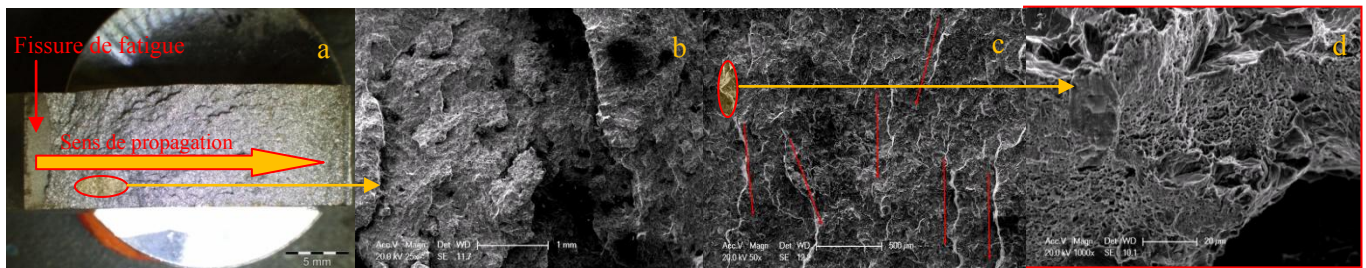


FIG. 4 – Faciès de rupture d'une éprouvette ayant un trajet de fissure rectiligne au microscope optique (a) ; Faciès de rupture de la zone de propagation à différents grossissements au MEB (b), (c), (d).

Enfin, un nombre important d'inclusion a été observé tout le long du faciès de rupture de clivage pour l'acier 16MND5.

3 Modélisation

La méthode des éléments finis étendus, fondée sur la technique de la partition de l'unité [10], est utilisée dans cette étude dans le code de calcul CAST3M [11] afin de simuler efficacement la propagation de fissure [3, 12, 13]. L'avantage de cette approche réside notamment dans le fait que la représentation de la fissure est implicite et ne nécessite pas de technique de remaillage indispensable dans la description de la propagation de fissure à partir de la méthode des éléments finis standards. Cette méthode s'appuie sur l'actualisation de deux fonctions de niveau qui permettent de décrire correctement la fissure sur un maillage conventionnel. La description de la fissure obtenue par les fonctions de niveau est ensuite utilisée pour enrichir le champ de déplacement.

Les observations fractographiques des faciès de rupture ont révélé que le mécanisme dominant de ruine rencontré dans la campagne expérimentale est le clivage. La séparation des différents plans de clivage est donc pilotée par le niveau de sollicitation en avant de la pointe de fissure. Cela justifie le choix d'une approche locale de la rupture fragile pour le modèle de propagation de fissure. Le modèle repose sur un critère de type RKR [3]. Il s'agit d'un critère en contrainte critique défini sur une distance donnée de la pointe de fissure. Nous avons choisi de calculer la contrainte principale maximale sur une distance de 200 μm , qui se justifie par les positions des sites d'amorçage et de réamorçage observées sur les faciès de rupture, afin d'établir notre modèle de propagation. La figure 5 représente l'évolution de la contrainte principale maximale en fonction de la vitesse de déformation plastique pour différentes éprouvettes CT testées à -125°C qui est utilisée comme critère prédictif pour la propagation et l'arrêt de fissure.

Ce critère en contrainte critique est cohérent avec la contrainte critique généralement estimée à l'amorçage d'une valeur de 1450 MPa pour une vitesse de déformation nulle [14, 15]. La figure 5 met en évidence une évolution de la contrainte critique similaire à celle de la limite d'élasticité.

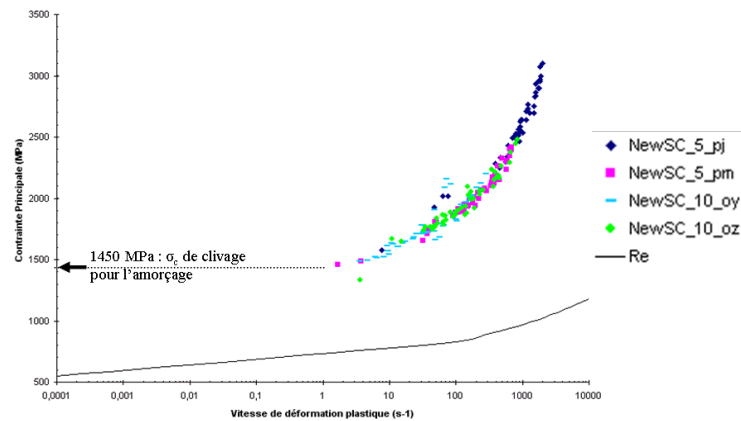


FIG. 5 – Variation du critère en contrainte critique et de la limite d'élasticité en fonction de la vitesse de déformation plastique à -125°C à l'aide d'une modélisation 2D.

4 Conclusions

Afin de caractériser la propagation dynamique et l'arrêt de fissure de clivage dans la continuité des travaux de thèse de Prabel [3], des essais de propagation de fissure et leurs simulations ont été réalisés. Des observations fractographiques au MEB ont montré un mécanisme de clivage impliqué dans la ruine du matériau 16MND5. Des zones de déchirure ductile ont été répertoriées entre différents niveaux de clivage le long de la propagation de la fissure. Un choix de critère en contrainte critique à la pointe de fissure de type RKR a été fait dans cette étude [3]. Le modèle de propagation fondé sur ce type de critère, dépendant de la vitesse de déformation, a déjà donné de très bons résultats prédictifs pour des anneaux soumis à un chargement mécanique isotherme en mode mixte [3]. La prochaine étape consiste à caractériser les dépendances du critère à la vitesse de déformation aux températures de -150°C, -100°C et -75°C afin d'étudier l'effet de la température. Il s'agit ensuite de valider le caractère prédictif du critère sur différentes structures industrielles soumises à différentes sollicitations, et notamment le choc thermique. Enfin, il faut analyser le branchement des fissures de clivage observé sur les éprouvettes CT.

Références

- [1] Ritchie R.O., Knott J.F., Rice J., On the relationship between critical tensile stress and fracture stress in mild steels, *Journal of Mechanics and Physics of Solids*, vol. 21, pp. 395-410, 1973.
- [2] Beremin F.M., A local criterion for cleavage fracture of a nuclear pressure vessel steel, *Metallurgical transactions A*, vol. 14A, pp. 2277-2287, 1983.
- [3] Prabel B., Marie S., Combescure A., Using the X-FEM method to model the dynamic propagation and arrest of cleavage cracks in ferritic steel, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 75, 2984, 2008.
- [4] Berdin C., Hajjaj M., Bompard P., Bugat S., Local approach to fracture for cleavage crack arrest prediction, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 75, 3264, 2008.
- [5] Chapuliot S., Lacire M.H., Marie S., Nédélec M., Thermomechanical analysis of thermal shock fracture in the brittle-ductile transition zone - Part I: Description of the tests, *Engineering Fracture Mechanics*, vol.72, pp. 661-73, 2005.
- [6] Rossoll A., Local approach of ductile cast iron fracture toughness measured by Charpy test, Thèse, Ecole Centrale Paris - TVFA TU Wien, 1993.
- [7] Tanguy B., Modélisation de l'essai Charpy par l'approche locale de la rupture: application au cas de l'acier 16MND5 dans le domaine de transition, Thèse, Ecole des Mines de Paris, 2001.
- [8] Kalthoff J.F., On the measurement of dynamic fracture toughness: a review of recent work, *International Journal of Fracture*, vol. 27, pp. 277-98, 1985.
- [9] Zehnder A.T., Rosakis A.J., Dynamic fracture initiation and propagation in 4340 steel under impact loading, *International Journal of Fracture*, vol. 43, pp. 271-85, 1990.
- [10] Babuska I., Melenk J.M., The partition of unity method, *International Journal of Numerical Method Engineering*, vol. 40, pp. 727-58, 1997.
- [11] Cast3M, Finite element software developed by the French Atomic Energy Commission. <http://www-cast3m cea.fr>; 2010.
- [12] Prabel B., Combescure A., Gravouil A., Marie S., Level set non-matching meshes: Application to dynamic crack propagation in elastic-plastic media, *International Journal of Numerical Methods in Engineering*, vol. 69, pp. 1553-1569, 2007.
- [13] Simatos A., Marie S., Combescure A., Cazes F., Modelling ductile tearing from diffuse plasticity to crack propagation, *ASME PVP* (2010), Washington, USA.
- [14] Chapuliot S., Le Corre V., A simplified expression for low cleavage probability calculation, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 75, pp. 1488-1506, 2008.
- [15] Niclaeys C., N'Guyen T.H., Marie S., Chapuliot S., Degallaix S., Non fracture prediction of a C-MN weld joint in brittle to ductile transition temperature range - Part I : Experimental results and numerical study, article soumis à *Engineering Fracture Mechanics*.